

MANUFACTURE OF GALLIUM NITRIDE SEMICONDUCTOR

Patent Number: JP8264899
Publication date: 1996-10-11
Inventor(s): ISHIBASHI AKIHIKO; MANNOU MASAYA; ONAKA SEIJI; TAKEISHI HIDEMI
Applicant(s): MATSUSHITA ELECTRIC IND CO LTD
Requested Patent: JP8264899
Application Number: JP19950066110 19950324
Priority Number(s):
IPC Classification: H01S3/18; H01L33/00
EC Classification:
Equivalents: JP3353527B2

Abstract

PURPOSE: To provide a vapor growth method of a high-quality single-crystal GaN layer.
CONSTITUTION: GaN buffer layer 2 is deposited on a sapphire substrate 1 by metal organic vapor-phase epitaxy(MOVPE) at 600 deg.C by supplying trimethylgallium(TMg) and ammonium with hydrogen as a carrier gas. Then, the supply of TMG is stopped, temperature is increased to 1030 deg.C within the mixed atmosphere of ammonium and hydrogen, and further single-crystal GaN layer 3 is deposited by adding triethylgallium(TEG). Therefore, by switching a feed gas, a flat GaN buffer layer with less residual impurity can be deposited over a wide temperature range, the mixture of such impurity as carbon can be suppressed in the growth of the single-crystal GaN layer, and a GaN single crystal with an improved C-axis orientation property and a high crystallizability can be obtained.

Data supplied from the **esp@cenet** database - I2

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-264899

(43) 公開日 平成8年(1996)10月11日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
H 0 1 S 3/18			H 0 1 S 3/18	
H 0 1 L 33/00			H 0 1 L 33/00	C
// H 0 1 L 21/205			21/205	

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平7-66110

(22) 出願日 平成7年(1995)3月24日

(71) 出願人 000005821

松下電器産業株式会社

大阪府門真市大字門真1006番地

(72) 発明者 石橋 明彦

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内

(72) 発明者 萬濃 正也

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内

(72) 発明者 大仲 清司

大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 滝本 智之 (外1名)

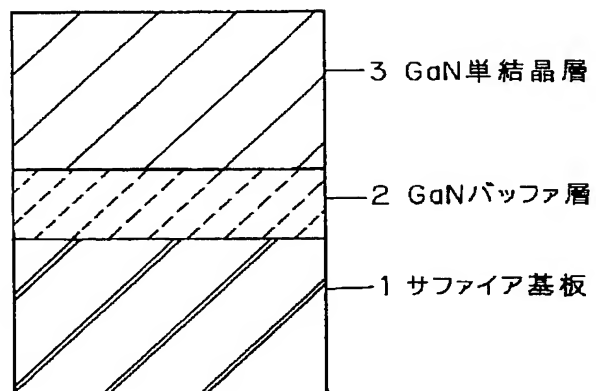
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 窒化ガリウム系半導体の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 高品質なGaN単結晶層の気相成長方法を提供する。

【構成】 有機金属気相成長(MOVPE)法によりサファイア基板1上にGaNバッファ層2をトリメチルガリウム(TMG)とアンモニアを水素をキャリアガスとして供給して600℃で堆積する。次にTMGの供給を停止し、アンモニアと水素の混合雰囲気中で1030℃に昇温した後、さらにトリエチルガリウム(TEG)を加えてGaN単結晶層3を堆積する。このように原料ガスの切り替えにより、広い温度域に亘り平坦でかつ残留不純物の少ないGaNバッファ層が堆積でき、容易に平坦なGaN単結晶層が堆積できるうえ、GaN単結晶層の成長そのものにおいても炭素等の不純物の混入を抑制できかつC軸配向性に優れた高い結晶性のGaN単結晶が得られる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】トリメチルガリウムを用いてGaN堆積層を堆積する工程と、前記GaN堆積層上にトリエチルガリウムを用いて前記堆積温度以上でGaN単結晶層を堆積する工程とを有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項2】GaN堆積層の堆積温度が500℃以上600℃以下であることを特徴とする請求項1に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項3】基板がサファイアC面であることを特徴とする請求項1に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項4】トリメチルガリウムを用いてGaN堆積層を堆積する工程と、前記GaN堆積層を堆積した基板を、窒素原子を含むガス雰囲気において前記堆積温度以上の温度で所定時間熱処理する工程と、前記熱処理の後にトリエチルガリウムを用いて前記堆積温度以上でGaN単結晶層を堆積する工程とを有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項5】熱処理雰囲気がアンモニアと水素の混合ガスであることを特徴とする請求項4に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項6】熱処理温度が1000℃以上であることを特徴とする請求項4に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項7】熱処理時間が1時間以下であることを特徴とする請求項4に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項8】トリメチルガリウムを用いて堆積したGaN低温堆積層と、前記堆積層上にトリエチルガリウムを用いて前記堆積温度以上で堆積したGaN単結晶層とを有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体。

【請求項9】請求項8に記載の窒化ガリウム系半導体上に、AlGaInN系半導体よりなるダブルヘテロ構造を有することを特徴とする半導体レーザ。

【請求項10】活性層にInGaN層、バリア層にGaN層を用いたことを特徴とする請求項9に記載の半導体レーザ。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は青色から紫外域の波長にわたる発光ダイオードまたは同波長域における半導体レーザダイオードに用いられる窒化ガリウム系半導体の製造方法に係わり、特に電気的、光学的、結晶構造的に優れた窒化ガリウム系半導体の気相成長方法に関する。

【0002】

【従来の技術】青色発光素子はフルカラーディスプレイや高密度記録可能な光ディスク用光源として期待されて

おり、ZnSe等のII-VI族化合物半導体やSiC、GaN等のIII-V族化合物半導体を用いて盛んに研究がなされている。特に最近GaNやGaInN等を用いて青色発光ダイオードが実現され窒化ガリウム系半導体を用いた発光素子は注目されている。窒化ガリウム系半導体結晶の堆積方法としては有機金属気相成長法(MOVPE法)や分子線エピタキシー法(MBE法)が一般的に用いられている。

【0003】例えば、MOVPE法を用いた堆積方法について説明すると、サファイア基板を設置した反応炉に有機金属のトリメチルガリウム(TMG)とアンモニア(NH₃)を水素をキャリアガスとして基板上に供給し、600℃程度の温度で多結晶状態のGaNバッファ層を堆積した後、Ga原料であるTMGの供給を停止し前記基板を1000℃程度に昇温する。次に再びTMGを前記基板上に供給し、GaN単結晶層を堆積する。

【0004】Ga原料としては他にトリエチルガリウム(TEG)等もあるが、何れの場合においてもGaNバッファ層とGaN単結晶層の気相成長においてはGa原料は同一の物であることが特徴である。

20 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら従来の手法のような気相成長ではGaN単結晶の電気的、光学的、結晶構造的性質すべてを高品質にすることができない。例えばGa原料としてTMGを用いた青色発光ダイオードに用いられているGaN単結晶は結晶構造的には優れていても、残留不純物や欠陥のために禁制帯中に準位が存在し、このことが半導体レーザの実現を不可能にしている。

【0006】またGa原料としてTEGを用いた場合結晶構造的には、優れたGaN単結晶が作製できるが、表面の凹凸を抑制するためにはGaNバッファ層をかなり低温で堆積する必要があり、その結果バッファ層に多量の不純物及び欠陥が存在することになりその上のGaN単結晶層の光学的性質を低下させた。結晶中への不純物混入を抑制するためにGaNバッファ層の堆積温度を上昇させるとGaNが単結晶となって基板上に堆積してしまい、特にサファイア基板上では基板とGaN結晶の格子不整合が大きいため表面の凹凸が大きくなって発光素子の素子構造が堆積できない。

40 【0007】この発明の目的は上記問題点を解決し、電気的、光学的、結晶構造的に優れた窒化ガリウム系半導体の製造方法を提供することである。

【0008】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決するための手段は以下に示す通りである。

【0009】第一の手段は、窒化ガリウム系半導体のMOVPE気相成長において基板上にトリメチルガリウムを用いて500℃以上600℃以下でGaN低温堆積層を堆積する工程と、前記GaN低温堆積層上にトリエチルガリウムを用いて前記堆積温度以上でGaN単結晶層を堆積する

工程とからなることを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法である。特に、基板としてサファイアC面を用いた場合に有効な窒化ガリウム系半導体の製造方法である。

【0010】第二の手段は、窒化ガリウム系半導体の気相成長において基板上にトリメチルガリウムを用いてGaN低温堆積層を堆積する工程と、前記GaN低温堆積層を堆積した基板をアンモニアと水素の混合ガス雰囲気において前記堆積温度以上の温度で一定時間熱処理する工程と、熱処理の後にトリエチルガリウムを用いて前記堆積温度以上でGaN単結晶層を堆積する工程とからなることを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法である。特に前記熱処理は1000℃以上で1時間以内に行うことが有効である窒化ガリウム系半導体の製造方法である。

【0011】

【作用】上記本発明の第一の窒化ガリウム系半導体の製造方法によれば、TMGを用いてGaNバッファ層を堆積するに際し、多結晶のGaNバッファ層を高温で堆積できるので、不純物の混入の少ないバッファ層を形成できる。TEGを原料ガスに用いた時には、バッファ層は高温では多結晶にならず単結晶になってしまうため、この層はバッファ層には適当ではない。ここで単結晶になるか、多結晶になるかは、原料ガスの分解温度に関係がある。つまり、原料ガスの分解温度よりも高い温度で堆積すれば単結晶になるし、低い温度で堆積すれば多結晶になる。本発明では、分解温度の高いTEGガスをを用いているので、分解温度よりも低い堆積温度自身も比較的高温に設定できるので、バッファ層を高温で、かつ多結晶で堆積できる。高温で堆積することで、不純物の混入を少なくすることができる。また、バッファ層は多結晶であるので、表面の凹凸が小さく平坦にすることができる。

【0012】以上まとめると、TMGを用いてGaNバッファ層を堆積するとTMGの分解温度がTEGの分解温度よりも約100℃高いために、より高温でかつ広い温度域にわたり表面の凹凸が小さくかつ残留不純物、特に結晶性に影響が大きい酸素の少ない多結晶のGaNバッファ層が堆積できる。TMGの分解温度がTEGよりも約100℃高い理由は、図2(a)(b)に示すように、(a)のTMGではGaと直接結合している分子はメチル基で、図2(b)に示すTEG中のエチル基よりも質量が小さいために結合エネルギーが大きいと考えられる。

【0013】さらにバッファ層上のGaN単結晶の成長の際は、Ga原料としてTEGに切り替えることにより、C軸配向性に優れかつ深い準位の一因である残留不純物の炭素混入が抑制される。

【0014】上記本発明の第二の窒化ガリウム系半導体の製造方法によれば、500℃以下の低温で結晶性の特に悪い多結晶状態のGaNバッファ層を堆積してもバッファ層上のGaN単結晶成長前に1000℃以上でアンモニ

Aと水素の混合雰囲気中で熱処理を行えば、バッファ層はある程度単結晶化することが可能であり、この上にGaN単結晶を堆積すると結晶性の良いGaN単結晶が得られる。熱処理は好ましくは1時間以内が良くそれ以上行くと表面の凹凸が増大し逆効果となる。

【0015】

【実施例】以下、本発明の実施例を図面を参照しながら説明する。

【0016】(実施例1)図1に示すようにまずサファイア基板C面1上にトリメチルガリウム(TMG)を用いてGaNバッファ層2を堆積する。結晶成長は有機金属気相成長(MOVPE)法で行う。

【0017】まず気相成長させるに先立ち、サファイア基板1を反応炉内のサセプター上に設置し、真空排気した後70Torrの水素雰囲気において1100℃で15分間加熱し基板表面クリーニングを行う。

【0018】次に600℃まで冷却した後、TMGを60μmol/分、アンモニアを2.5L/分、キャリア水素を2L/分流してGaNバッファ層2を50nm堆積する。

【0019】次にTMGの供給のみを停止し、温度を1030℃まで昇温した後、TEGを60μmol/分供給してGaN単結晶層3を1.2μm堆積する。次にTEGの供給のみを停止し、アンモニアと水素の混合雰囲気中で室温まで冷却する。

【0020】以上の温度プロファイル及びガス供給プロファイルは図3に示す通りであるが、原料ガスをTMGからTEGに切り換えることが特徴である。

【0021】次に、GaNバッファ層2をTMGを用いて堆積することの有効性について説明する。図4はMOVPE法によりサファイア基板上に、GaN低温堆積層すなわちバッファ層を成長した場合の表面ラフネス(凹凸)の成長温度依存性である。

【0022】実験によれば、原料ガスにTMGを用いると、600℃以下でラフネスの小さい平坦な表面であるが、TEGを用いるとTMGを用いた場合よりも低い500℃でしか平坦な表面を得ることができなかった。高温になるとラフネスが増大するのは、格子不整合の大きいサファイア基板上にGaNの単結晶が核成長し始めるためと考えられ、このようにラフネスの大きい表面を持ったGaNバッファ層上には、平坦なGaN単結晶が堆積できない。

【0023】また、500℃以下ではいずれの原料においてもほとんどGaNが堆積されなかった。従ってGaNバッファ層の原料としてTEGを用いた場合は、成長温度が500℃近傍に限定され、少しの条件の変化でGaN単結晶層の品質の変動が起こる。

【0024】他方、バッファ層の堆積にTMGを用いると、図4よりわかるように、約1000℃の温度域に亘って平坦な表面が得られ、広い成長条件で堆積できる。さらにその堆積温度も、TEGを用いた場合よりも高い温度で実現できる。成長温度が高いほど有利な点は残留不純

物の取り込みの抑制である。これを図5を用いて説明する。

【0025】図5はサファイア基板上にTMGを用いてGaNバッファ層（低温堆積層、600℃）、GaN単結晶層（高温堆積層、1030℃）を堆積した試料中の残留不純物をSIMSで解析したデプスプロファイルを示す。低温堆積層には、炭素、酸素、水素がかなり含まれており、成長温度の高い層ではこれらはほとんど検出限界程度であった。特に酸素はGaN単結晶層に少し拡散しており深い準位を作る欠陥の原因となるので、これを抑制する必要がある。

【0026】しかし、バッファ層の原料としてTEGを用いると、バッファ層の成長温度をさらに100℃低温にする必要があり不純物の混入と拡散はより深刻になる。従って、GaNバッファ層の原料としてTMGを用いた方が不純物の混入という観点からも有効であることがわかる。

【0027】次に、GaNバッファ層上のGaN単結晶層の原料としてTEGを用いた場合の有効性について説明する。

【0028】まず、不純物混入の点では、前で説明した図5のSIMSプロファイルの結果からTEGを用いて堆積したGaN単結晶層中には検出限界以上の不純物が検出され*

*なかった。しかしながらTMGを用いて堆積したGaN単結晶層中にはTEGを用いて堆積したGaN単結晶層中の炭素レベルの約1.5倍の炭素が検出された。GaN単結晶層の原料にTMGまたはTEGを用いた試料の電気的特性をホール測定で調べたところいずれの試料も高抵抗であった。

【0029】しかしながら低温でフォトルミネッセンスを測定すると図6に示すようにTMGを用いたGaN単結晶からは深い準位からの発光が支配的であるのに対し、TEGを用いたGaN単結晶からは大きなバンド端発光が観測された。

【0030】さらに、X線回折を用いて（0002）面の回折ピークの半値全幅のGaN単結晶膜厚依存性を調べた結果が図7である。GaN単結晶層にTEGを用いた本発明は、TMGを用いた従来手法よりも回折ピークの半値全幅が狭くC軸配向性に優れていることがわかった。

【0031】以上のように、バッファ層の原料ガスにTMGを用い、単結晶層の原料にTEGを用いることで、良好なGaN単結晶層が得られた。まとめると、以下の表ようになる。

【0032】

【表1】

	本発明 (TMG+TEG)	従来 (TMGのみ)	従来 (TEGのみ)
ラフネス	平坦	平坦	悪い (凹凸)
C軸配向	良好	悪い	良好
不純物混入	少ない	悪い	良好
バンド端発光	大	小さい	中

【0033】なお、本実施例では基板としてサファイアC面を用いたが面方位は何れの方でも良いことは明かである。さらに基板はサファイアに限るわけではなく、例えばSiC等の基板でも同様の効果が得られることはいうまでもない。

【0034】（実施例2）図1に示すGaN結晶の積層構造の第2の堆積方法について説明する。図8の温度プロファイル及びガス供給プロファイルが示すように、まずMOVPE気相成長に先立ち、サファイア基板1を反応炉内のサセプター上に設置し、真空排気した後70 Torrの水素雰囲気において1100℃で15分間加熱し基板表面クリーニングを行う。次に500℃または600℃まで冷却した後、TMGを60μmol/分、アンモニアを2.5L/分、キャリア水素を2L/分供給してGaNバッファ層2を50nm堆積する。次にTMGの供給のみを停止し、温度を1030℃まで昇温した後、この状態で1時間保持し熱処理を行う。次にTEGを60μmol/分供給してGaN単結晶層3を1.2μm堆積する。次にTEGの供給のみ

を停止し、アンモニアと水素の混合雰囲気室温まで冷却する。

【0035】熱処理の効果を調べるため、熱処理時間に対して500℃及び600℃で堆積したGaNバッファ層の表面ラフネス及び（0002）面のX線回折ピークの半値全幅をそれぞれ示したものが図9である。500℃で堆積した多結晶状態の強いバッファ層は30分以上熱処理するとラフネスが増大し、徐々に単結晶化していくことがわかった。このとき、この熱処理を加えたバッファ層上のGaN単結晶層のX線回折ピーク半値全幅はバッファ層の単結晶化に対応して狭くなり結晶性が向上することがわかった。

【0036】他方、600℃で堆積したバッファ層のラフネスは熱処理を加えてもほとんど変化せず、かなり単結晶状態に近い熱的に安定なバッファ層である。このとき、この熱処理を加えたバッファ層上のGaN単結晶層のX線回折ピーク半値全幅もほとんど変化しない。以上の熱処理の結果から500℃から600℃の間の温度域に

は様々な単結晶化の度合いの多結晶GaNバッファ層が存在し、格子不整合の大きい基板との歪を緩和するのに最適な多結晶状態の存在することがわかった。

【0037】以上の結果から500℃から600℃の間の温度域でGaNバッファ層を堆積し、熱処理を加えたところ540℃で堆積した後、1030℃で15分熱処理を加えたところ、バッファ層上のGaN単結晶層のX線回折ピーク半値全幅が90秒とこれまでに報告されていない最高の値が得られ、高抵抗でかつバンド端発光の非常に強い高品質なGaN単結晶が得られた。

【0038】今回の実験結果から熱処理は1000℃以上が好ましく、これ以下の温度では熱処理時間がかかりすぎて逆に結晶性が低下してしまう。また熱処理時間も結晶性の劣化を避けるためには1時間以内が好ましい。

【0039】なお、本実施例では基板としてサファイアC面を用いたが面方位は何れの方角でも良いことは明かである。さらに基板はサファイアに限るわけではなく、例えばSiC等の基板でも同様の効果が得られることはいうまでもない。

【0040】また熱処理雰囲気は、アンモニアと水素の混合雰囲気だけでなくGaN単結晶表面から窒素原子の解離を抑制できる雰囲気、すなわち窒素ガスなどの窒素原子を含む雰囲気であれば同等の効果が得られる。

【0041】本実施例では、バッファ層の原料ガスをTMGとしているが、バッファ層の堆積後に熱処理をしているので、TEGガスを原料としてもよい。

【0042】(実施例3) 実施例1または実施例2で作製したGaN単結晶上に、結晶成長を行い半導体レーザを製造する。

【0043】まず、図1に示すGaN単結晶3は、不純物濃度が小さく、表面も平坦であり、そしてC軸の配向性もすぐれているために、この結晶3上には、半導体レーザに適した結晶成長ができる。

【0044】本実施例では、単結晶3上に、活性層としてInGaN層、活性層の両側にバリア層としてGaNバリア層を設けたダブルヘテロ構造の半導体レーザを構成している。このレーザは、上述したように、基板側のバッファ層およびGaN単結晶層3が、その後の結晶に適した構造になっている。

【0045】

【発明の効果】以上述べてきたように本発明の第一の製造方法によれば、広い温度域に亘り表面の平坦なバッファ層が堆積でき、特にこの高温域で堆積するとGaNバッファ層中の残留不純物を抑制でき、バッファ層上GaN単結晶中への不純物の拡散混入を抑制できる。さらにGaN単結晶の成長そのものにおいても不純物の混入を抑制できる上にC軸配向性の良好なGaN単結晶層が実現できる。

【0046】本発明の第二の製造方法によれば、格子不整合の大きい基板との間に生じる歪を緩和するのに最適なGaNバッファ層の多結晶状態を実現することが可能であり、理想的なC軸配向性を持った高品質GaN単結晶層が実現される。

【図面の簡単な説明】

【図1】 実験試料の断面を示す図

【図2】 トリメチルガリウム (TMG) 及びトリエチルガリウム (TEG) の分子構造を示す図

【図3】 本発明の実施例1に係わる温度プロファイル及びガス供給プロファイルを示す図

【図4】 MOVPE法によりサファイア基板上にGaN低温堆積層すなわちバッファ層を成長した場合の表面ラフネス (凹凸) の成長温度依存性を示す図

【図5】 サファイア基板上にTMGを用いてGaNバッファ層 (低温堆積層、600℃)、GaN単結晶層 (高温堆積層、1030℃) を堆積した試料中の残留不純物のSIMS解析結果を示す図

【図6】 TMGまたはTEGを用いて堆積したGaN単結晶の低温 (16K) フォトルミネッセンスを示す図

【図7】 X線回折を用いて観測した (0002) 面の回折ピークの半値全幅のGaN単結晶膜厚依存性を示す図

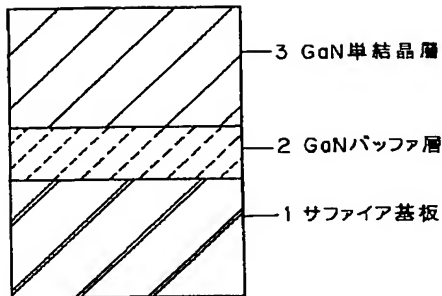
【図8】 本発明の実施例2に係わる温度プロファイル及びガス供給プロファイルを示す図

【図9】 熱処理時間に対して500℃及び600℃で堆積したGaNバッファ層の表面ラフネス及び (0002) 面のX線回折ピークの半値全幅をそれぞれ示した図

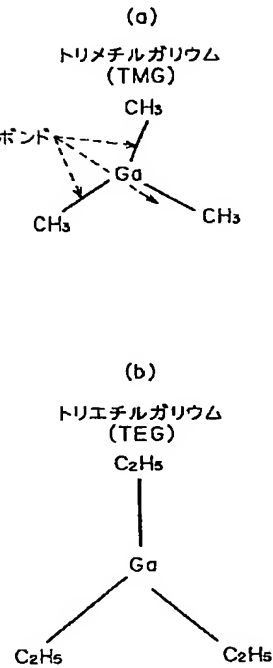
【符号の説明】

- 1 サファイア基板
- 2 GaNバッファ層
- 3 GaN単結晶層

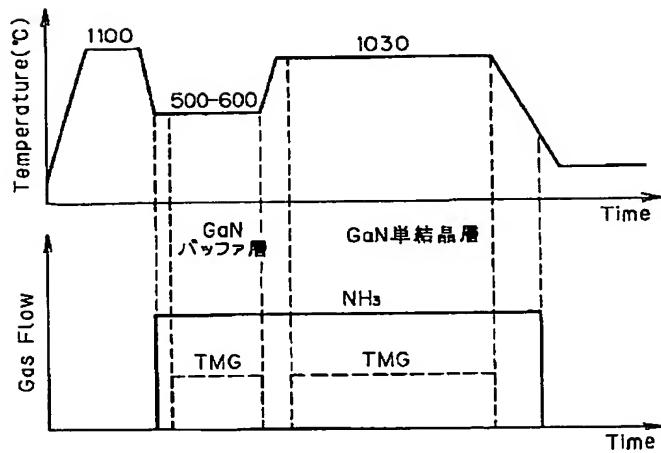
【図1】



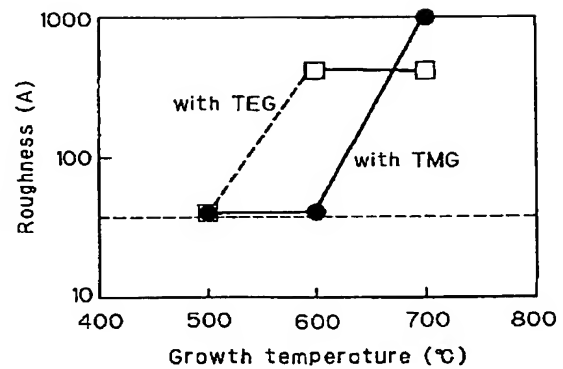
【図2】



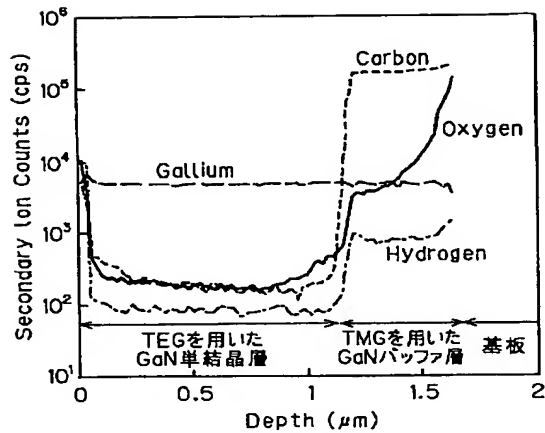
【図3】



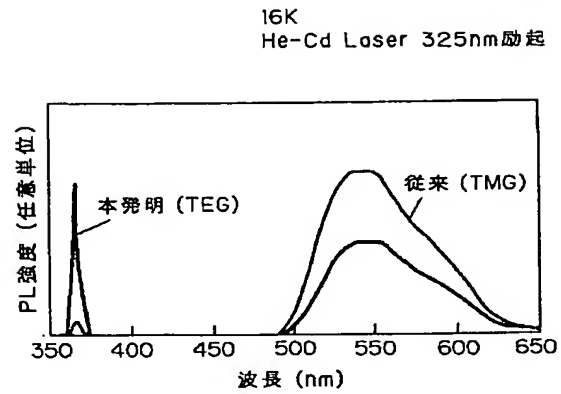
【図4】



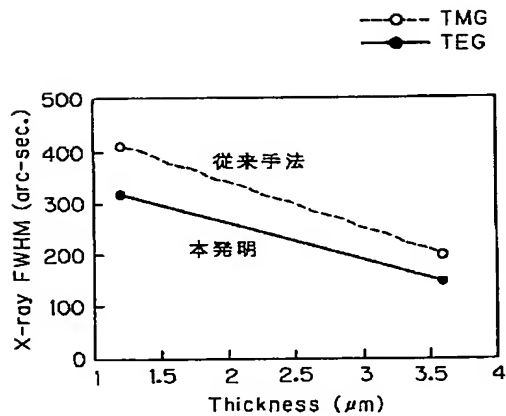
【図5】



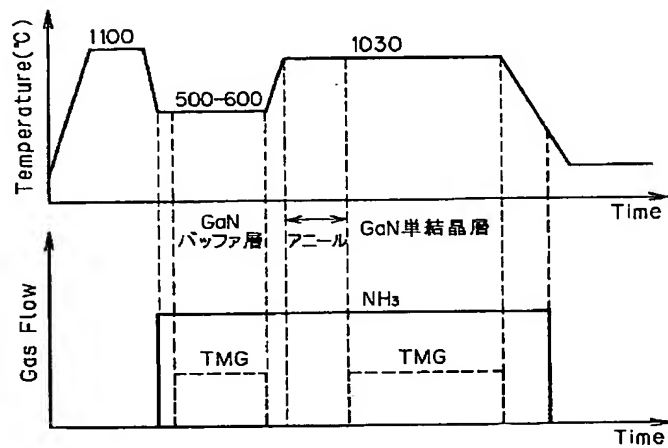
【図6】



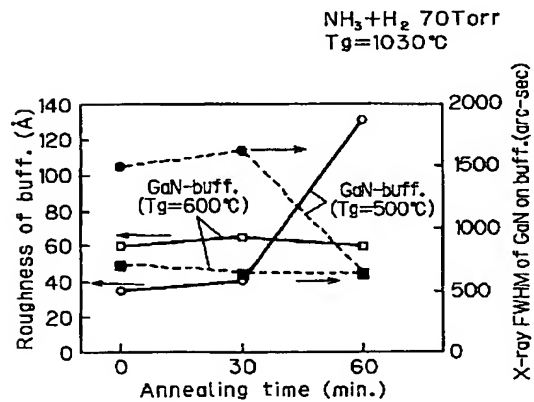
【図7】



【図8】



【図9】



(8)

特開平8-264899

フロントページの続き

(72)発明者 武石 英見
大阪府門真市大字門真1006番地 松下電器
産業株式会社内

【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載
 【部門区分】第7部門第2区分
 【発行日】平成13年4月13日(2001.4.13)

【公開番号】特開平8-264899
 【公開日】平成8年10月11日(1996.10.11)
 【年追号数】公開特許公報8-2649
 【出願番号】特願平7-66110
 【国際特許分類第7版】

H01S 5/30

H01L 33/00

// H01L 21/205

【F I】

H01S 3/18

H01L 33/00

21/205

【手続補正音】

【提出日】平成12年5月29日(2000.5.29)

【手続補正1】

【補正対象音類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】Ga原料ガスとしてトリエチルガリウムを用いて半導体層を形成する工程を有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項2】Ga原料ガスを用いて第1の半導体層を形成する工程と、前記Ga原料ガスとは異なる種類のGa原料ガスを用いて第2の半導体層を形成する工程とを有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項3】Ga原料ガスとしてトリメチルガリウムを用いて第1の半導体層を形成する工程と、Ga原料ガスとしてトリエチルガリウムを用いて第2の半導体層を形成する工程とを有することを特徴とする窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項4】第2の半導体層の成長温度が第1の半導体層の成長温度よりも高いことを特徴とする請求項3に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項5】第1の半導体層がGaN低温バッファ層、第2の半導体層がGa系単結晶層であることを特徴とする請求項3に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項6】第1の半導体層と第2の半導体層とを有する窒化ガリウム系半導体であって、前記第2の半導体層のバンド端発光強度が、前記第1の半導体層のバンド端発光強度よりも強いことを特徴とする窒化ガリウム系半導体。

【請求項7】第1の半導体層を形成する工程と第2の半導体層を形成する工程との間に熱処理工程を有することを特徴とする請求項2に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項8】熱処理工程における熱処理雰囲気ガスに窒素原子を含むことを特徴とする請求項7に記載の窒化ガリウム系半導体の製造方法。

【請求項9】第2の半導体層にIn原子を含むことを特徴とする請求項6に記載の窒化ガリウム系半導体。

【請求項10】第1の半導体層と第2の半導体層とを有する窒化ガリウム系半導体発光素子であって、前記第2の半導体層のバンド端発光強度が、前記第1の半導体層のバンド端発光強度よりも強いことを特徴とする窒化ガリウム系半導体発光素子。

*** NOTICES ***

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by having the process which deposits a GaN deposit using trimethylgallium, and the process which uses triethylgallium and deposits a GaN single crystal layer on said GaN deposit above said deposition temperature.

[Claim 2] The manufacture approach of a gallium nitride system semi-conductor according to claim 1 that deposition temperature of a GaN deposit is characterized by 500-degree-C or more being 600 degrees C or less.

[Claim 3] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 1 characterized by a substrate being a sapphire C side.

[Claim 4] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by having the process which deposits a GaN deposit using trimethylgallium, the process which carries out predetermined time heat treatment of the substrate which deposited said GaN deposit at the temperature beyond said deposition temperature in the gas ambient atmosphere containing a nitrogen atom, and the process which uses triethylgallium and deposits a GaN single crystal layer after said heat treatment above said deposition temperature.

[Claim 5] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 4 characterized by a heat treatment ambient atmosphere being the mixed gas of ammonia and hydrogen.

[Claim 6] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 4 characterized by heat treatment temperature being 1000 degrees C or more.

[Claim 7] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 4 characterized by heat treatment time amount being 1 or less hour.

[Claim 8] The gallium nitride system semi-conductor characterized by having the GaN low-temperature deposit deposited using trimethylgallium, and the GaN single crystal layer which used triethylgallium and was deposited on said deposit above said deposition temperature.

[Claim 9] Semiconductor laser characterized by having the double hetero structure which consists of an AlGaInN system semi-conductor on a gallium nitride system semi-conductor according to claim 8.

[Claim 10] Semiconductor laser according to claim 9 characterized by having used the InGaInN layer for the barrier layer and using a GaN layer for a barrier layer.

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to the vapor growth approach of a gallium nitride system semi-conductor of having excelled electrically, optically, and in crystal structure especially with respect to the manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor used for the light emitting diode covering the wavelength of an ultraviolet region, or the semiconductor laser diode in this wavelength region from blue.

[0002]

[Description of the Prior Art] The blue light emitting device is expected as the light source for optical disks in which a full color display and high density record are possible, and research is briskly made using groups III-V semiconductor, such as II-VI group compound semiconductors, such as ZnSe, and SiC, GaN. Blue light emitting diode is realized especially recently using GaN, GaInN, etc., and the light emitting device using a gallium nitride system semi-conductor attracts attention. Generally as the deposition approach of a gallium nitride system semiconducting crystal, metal-organic chemical vapor deposition (MOVPE law) and a molecular beam epitaxy method (MBE law) are used.

[0003] For example, if the deposition approach using the MOVPE method is explained, after supplying the trimethylgallium (TMG) and ammonia (NH₃) of an organic metal on a substrate by making hydrogen into carrier gas and depositing the GaN buffer layer of a polycrystal condition on the fission reactor in which silicon on sapphire was installed at the temperature of about 600 degrees C, supply of TMG which is Ga raw material is suspended, and the temperature up of said substrate is carried out to about 1000 degrees C. Next, TMG is again supplied on said substrate and a GaN single crystal layer is deposited.

[0004] Although there is other triethylgallium (TEG) etc. as a Ga raw material, also in which case, it is the description in the vapor growth of a GaN buffer layer and a GaN single crystal layer that Ga raw material is the same object.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, in vapor growth like the conventional technique, electric [a GaN single crystal], optical, and all crystal structure-properties cannot be made into high quality. For example, even if the GaN single crystal used for the blue light emitting diode using TMG as a Ga raw material is excellent in crystal structure, level exists in a forbidden band for a residual impurity or a defect, and this makes implementation of semiconductor laser impossible.

[0006] Moreover, although the outstanding GaN single crystal can be produced in crystal structure when TEG is used as a Ga raw material, in order to control surface irregularity, it is necessary to deposit a GaN buffer layer at low temperature considerably, and as a result, a lot of impurities and defects will exist in a buffer layer, and the optical property of the GaN single crystal layer on it was reduced. If the deposition temperature of a GaN buffer layer is raised in order to control impurity mixing into a crystal, GaN serves as a single crystal and it deposits on a substrate, and since the grid mismatching of a substrate and a GaN crystal is especially large on silicon on sapphire, surface irregularity becomes large, and component structure of a light emitting device cannot be deposited.

[0007] The purpose of this invention is offering the manufacture approach of a gallium nitride system semi-conductor of having solved the above-mentioned trouble and having excelled electrically, optically, and in crystal structure.

[0008]

[Means for Solving the Problem] Above-mentioned The means for solving a technical problem is as being shown below.

[0009] The first means is the manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by consisting of a process which uses trimethylgallium and deposits a GaN low-temperature deposit below 500 degrees C or more 600 degrees C on a substrate in the MOVPE vapor growth of a gallium nitride system semi-conductor, and a process which uses triethylgallium and deposits a GaN single crystal layer on said GaN low-temperature deposit above said deposition temperature. When a sapphire C side is especially used as a substrate, it is the manufacture approach of an effective gallium nitride system semi-conductor.

[0010] The process at which trimethylgallium is used for the second means and it deposits a GaN low-temperature deposit on a substrate in the vapor growth of a gallium nitride system semi-conductor, The process which carries out fixed time amount heat treatment of the substrate which deposited said GaN low-temperature deposit at the temperature beyond said deposition temperature in the mixed-gas ambient atmosphere of ammonia and hydrogen, It is the manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by consisting of a process which uses triethylgallium and deposits a GaN single crystal layer after heat treatment above said deposition temperature. It is the manufacture approach of an effective gallium nitride system semi-conductor to perform said heat treatment [within 1 hour] above 1000 degrees C especially.

[0011]

[Function] Since according to the manufacture approach of the first gallium nitride system semi-conductor of above-mentioned this invention it faces depositing a GaN buffer layer using TMG and the GaN buffer layer of polycrystal can be deposited at an elevated temperature, a buffer layer with little mixing of an impurity can be formed. Since a buffer layer does not become polycrystal at an elevated temperature but becomes a single crystal when TEG is used for material gas, this layer is not suitable for a buffer layer. It is related to the decomposition temperature of material gas whether it becomes a single crystal here or it becomes polycrystal. That is, if it deposits at temperature higher than the decomposition temperature of material gas, it will become a single crystal, and it will become polycrystal if it deposits at low temperature. In this invention, since TEG gas with high decomposition temperature is used and the deposition temperature lower than decomposition temperature itself can be comparatively set as an elevated temperature, it is an elevated temperature and a buffer layer can be deposited with polycrystal. Mixing of an impurity can be lessened by depositing at an elevated temperature. Moreover, since a buffer layer is polycrystal, surface irregularity can make it flat small.

[0012] If it collects above, and a GaN buffer layer is deposited using TMG, since the decomposition temperature of TMG is higher than the decomposition temperature of TEG about 100 degrees C, at an elevated temperature, over a large temperature region, surface irregularity is small and the GaN buffer layer of polycrystal with little oxygen with large effect can be deposited on a residual impurity, especially crystallinity. As the reason nil why the decomposition temperature of TMG is higher than TEG about 100 degrees C is shown in drawing 2 (a) and (b), since the molecule coupled directly with Ga has mass smaller than the ethyl group in TEG which is a methyl group and is shown in drawing 2 (b), and binding energy is large, it thinks by TMG of (a).

[0013] Furthermore, in the case of growth of the GaN single crystal on a buffer layer, by changing to TEG as a Ga raw material, it excels in C shaft stacking tendency, and carbon mixing of the residual impurity which is the cause of a deep level is controlled.

[0014] If it heat-treats in the mixed ambient atmosphere of ammonia and hydrogen above 1000 degrees C before the GaN single crystal growth on a buffer layer even if it deposits the GaN buffer layer of an especially bad polycrystal condition crystalline at low temperature 500 degrees C or less according to the manufacture approach of the second gallium nitride system semi-conductor of above-mentioned this invention, and it is possible to single-crystal-ize a buffer layer to some extent and a GaN single crystal is deposited on this, a crystalline good GaN single crystal will be obtained. If heat treatment is performed more than it well [it is desirable and / for less than 1 hour], surface irregularity will increase and it will serve as an opposite effect.

[0015]

[Example] Hereafter, the example of this invention is explained, referring to a drawing.

[0016] (Example 1) As shown in drawing 1, first, on the silicon-on-sapphire C side 1, trimethylgallium (TMG) is used and the GaN buffer layer 2 is deposited. crystal growth — organic metal vapor growth (MOVPE) — it carries out by law.

[0017] It precedes carrying out vapor growth first, and after it installs silicon on sapphire 1 on the susceptor in a fission reactor and it carries out evacuation, in the hydrogen ambient atmosphere of 70Torr, it heats for 15 minutes at 1100 degrees C, and substrate surface cleaning is performed.

[0018] Next, after cooling to 600 degrees C, shunt a part for 60micro mol/for TMG, a part for 2.5L/and carrier hydrogen are 2L/Shunted for ammonia, and 50nm of GaN buffer layers 2 is deposited.

[0019] Next, after suspending only supply of TMG and carrying out the temperature up of the temperature to 1030 degrees C, TEG is supplied by 60micro mol/and 1.2 micrometers of GaN single crystal layers 3 are deposited. Next, only supply of TEG is suspended and it cools to a room temperature in the mixed ambient atmosphere of ammonia and hydrogen.

[0020] Although the above temperature profile and gas supply profile are as being shown in drawing 3, it is the description to switch material gas to TEG from TMG.

[0021] Next, the effectiveness of depositing the GaN buffer layer 2 using TMG is explained. Drawing 4 is the growth temperature dependence of the surface roughness (irregularity) at the time of growing up in a GaN low-temperature deposit, i.e., a buffer layer, on silicon on sapphire by the MOVPE method.

[0022] According to the experiment, when TMG was used for material gas, it was the small flat front face of roughness below 600 degrees C, but when TEG was used, a flat front face was not able to be obtained at 500 degrees C lower than the case where TMG is used. It is thought of for the single crystal of GaN to begin to carry out nuclear growth on the large silicon on sapphire of grid mismatching that roughness will increase if it becomes an elevated temperature, and it cannot deposit a flat GaN single crystal on the GaN buffer layer which had the large front face of roughness in this way.

[0023] Moreover, below 500 degrees C, GaN hardly accumulated also in which raw material. Therefore, when TEG is used as a raw material of a GaN buffer layer, growth temperature is limited to about 500 degrees C, and fluctuation of the quality of a GaN single crystal layer takes place by change of some conditions.

[0024] On the other hand, if TMG is used for deposition of a buffer layer, about 100-degree C temperature region is covered, a flat front face is obtained, and it can deposit on large growth conditions so that drawing 4 may show. Furthermore, the deposition temperature is also realizable at temperature higher than the case where TEG is used. Such an advantageous point is control of incorporation of a residual impurity that growth temperature is high. This is explained using drawing 5.

[0025] Drawing 5 shows the depth profile which analyzed the residual impurity in the sample which used TMG and deposited the GaN buffer layer (a low-temperature deposit, 600 degrees C) and the GaN single crystal layer (an elevated-temperature deposit, 1030 degrees C) on silicon on sapphire by SIMS. In the low-temperature deposit, carbon, oxygen, and hydrogen were contained considerably, and most these were limit-of-detection extent in the layer with high growth temperature. Since especially oxygen causes a defect which has diffused a few in the GaN single crystal layer, and makes a deep level, it is necessary to control this.

[0026] However, if TEG is used as a raw material of a buffer layer, it is necessary to make growth temperature of a buffer layer into 100 more degree-C low temperature, and mixing and diffusion of an impurity will become more serious. Therefore, it turns out that it is effective also from a viewpoint of mixing of an impurity in the direction which used TMG as a raw material of a GaN buffer layer.

[0027] Next, the effectiveness at the time of using TEG as a raw material of the GaN single crystal layer on a GaN buffer layer is explained.

[0028] First, the impurity beyond limit of detection was not detected in the GaN single crystal layer deposited in respect of impurity mixing using TEG from the result of the SIMS profile of drawing 5 explained above. However, about 1.5 times as much carbon as the carbon level in the GaN single crystal layer deposited using TEG into the GaN single crystal layer deposited using TMG was detected. Any sample was high resistance when the electrical characteristics of the sample which used TMG or TEG for the raw material of a GaN single crystal layer were investigated by hole measurement.

[0029] However, when photoluminescence was measured at low temperature, as shown in drawing 6, from the GaN single crystal using TMG, big band edge luminescence was observed from the GaN single crystal using TEG to luminescence from a deep level being dominant.

[0030] Furthermore, the result of having investigated the GaN single crystal thickness dependency of the full width at half maximum of the diffraction peak of a field (0002) using the X diffraction is drawing 7. It turned out that the full width at half maximum of a diffraction peak is narrower than the conventional technique which used TMG, and this invention which used TEG for the GaN single crystal layer is excellent in C shaft stacking tendency.

[0031] As mentioned above, the good GaN single crystal layer was obtained by using TMG for the material gas of a buffer layer, and using TEG for the raw material of a single crystal layer. If it collects, it will become as it is shown in the following tables.

[0032]

[Table 1]

	本発明 (TMG+TEG)	従来 (TMGのみ)	従来 (TEGのみ)
ラフネス	平坦	平坦	悪い (凹凸)
C軸配向	良好	悪い	良好
不純物混入	少ない	悪い	良好
バンド端発光	大	小さい	中

[0033] In addition, in this example, although the sapphire C side was used as a substrate, it is in ** that which direction is sufficient as field bearing. It cannot still be overemphasized that a substrate is not necessarily restricted to sapphire, for example, the same effectiveness is acquired also with substrates, such as SiC.

[0034] (Example 2) The 2nd deposition approach of the laminated structure of the GaN crystal shown in drawing 1 is explained. As the temperature profile and gas supply profile of drawing 8 show, after it installs silicon on sapphire 1 on the susceptor in a fission reactor and it carries out evacuation in advance of MOVPE vapor growth first, in the hydrogen ambient atmosphere of 70Torr, it heats for 15 minutes at 1100 degrees C, and substrate surface cleaning is performed. Next, after cooling to 500 degrees C or 600 degrees C, shunt a part for 60micro mol/for TMG, a part for 2.5L/and carrier hydrogen are 2L/Shunted for ammonia, and 50nm of GaN buffer layers 2 is deposited. Next, after suspending only supply of TMG and carrying out the temperature up of the temperature to 1030 degrees C, it heat-treats by holding this condition for 1 hour. Next, TEG is supplied by 60micro mol/and 1.2 micrometers of GaN single crystal layers 3 are deposited. Next, only supply of TEG is suspended and it cools to a room temperature in the mixed ambient atmosphere of ammonia and hydrogen.

[0035] In order to investigate the effectiveness of heat treatment, it is drawing 9 which showed the full width at half maximum of the surface roughness of the GaN buffer layer deposited at 500 degrees C and 600 degrees C to heat treatment time amount, and (0002) the X diffraction peak of a field, respectively. It turned out that roughness will increase if the strong buffer layer of the polycrystal condition deposited at 500 degrees C is heat-treated 30 minutes or more, and it single-crystal-izes gradually. At this time, it turned out that the X diffraction peak-mesial-magnitude full of the GaN single crystal layer on the buffer layer which added this heat treatment becomes narrow corresponding to single-crystal-izing of a buffer layer, and crystallinity improves.

[0036] on the other hand, even if the roughness of the buffer layer deposited at 600 degrees C adds heat treatment, it hardly changes, but it is quite close to a single crystal condition -- it is a stable buffer layer thermally. At this time, the X diffraction peak-mesial-magnitude full of the GaN single crystal layer on the buffer layer which added this heat treatment hardly changes. It turned out that the polycrystal GaN buffer layer of the degree of various single-crystal-izing exists in the temperature region between 500 degrees C and 600 degrees C from the result of the above heat treatment, and the optimal polycrystal condition for easing distortion by the large substrate of grid mismatching exists.

[0037] When heat treatment was added, after having deposited the GaN buffer layer from the above result in the temperature region between 500 degrees C and 600 degrees C, and depositing at 540 degrees C, when heat treatment was added at 1030 degrees C for 15 minutes, the highest value to which it is not reported until now that the X diffraction peak-mesial-magnitude full of the GaN single crystal layer on a buffer layer is 90 seconds was acquired, it is high resistance and the very strong quality GaN single crystal of band edge luminescence was obtained.

[0038] This experimental result to heat treatment has desirable 1000 degrees C or more, at the temperature not more than this, heat treatment time amount will be taken too much, and crystallinity will fall conversely. Moreover, in order for heat treatment time amount to also avoid crystalline degradation, less than 1 hour is desirable.

[0039] In addition, in this example, although the sapphire C side was used as a substrate, it is in ** that which direction is sufficient as field bearing. It cannot still be overemphasized that a substrate is not necessarily restricted to sapphire, for example, the same effectiveness is acquired also with substrates, such as SiC.

[0040] Moreover, equivalent effectiveness will be acquired if a heat treatment ambient atmosphere is an ambient atmosphere not only containing the mixed ambient atmosphere of ammonia and hydrogen but nitrogen atoms which can control dissociation of a nitrogen atom from a GaN single crystal front face, such as an ambient atmosphere and **** bee nitrogen gas.

[0041] In this example, although the material gas of a buffer layer is set to TMG, since it is heat-treating after deposition of a buffer layer, it is good also considering TEG gas as a raw material.

[0042] (Example 3) On the GaN single crystal produced in the example 1 or the example 2, crystal growth is performed and semiconductor laser is manufactured.

[0043] First, the GaN single crystal 3 shown in drawing 1 has small high impurity concentration, its front face is also flat, and since the stacking tendency of C shaft is also excellent, crystal growth suitable for semiconductor laser is made by it on this crystal 3.

[0044] The semiconductor laser of double hetero structure which prepared the GaN barrier layer as a barrier layer as a barrier layer on the single crystal 3 at the both sides of an InGaIn layer and a barrier layer consists of this examples. As this laser was mentioned above, the buffer layer and the GaN single crystal layer 3 by the side of a substrate have structure suitable for a subsequent crystal.

[0045]

[Effect of the Invention] If according to the first manufacture approach of this invention a large temperature region is covered, a buffer layer with a flat front face can be deposited and it deposits especially in this pyrosphere as stated above, the residual impurity in a GaN buffer layer can be controlled, and diffusion mixing of the impurity to the inside of a buffer layer top GaN single crystal can be controlled. Furthermore also in the growth of a GaN single crystal itself, mixing of an impurity can be controlled upwards, and the good GaN single crystal layer of C shaft stacking tendency can be realized.

[0046] According to the second manufacture approach of this invention, it is possible to realize the polycrystal condition of the optimal GaN buffer layer for easing distortion produced between the large substrates of grid mismatching, and a high quality GaN single crystal layer with ideal C shaft stacking tendency is realized.

2004/05/19

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] Drawing showing the cross section of an experiment sample

[Drawing 2] Drawing showing the molecular structure of trimethylgallium (TMG) and triethylgallium (TEG)

[Drawing 3] Drawing showing the temperature profile and gas supply profile concerning an example 1 of this invention

[Drawing 4] Drawing showing the growth temperature dependence of the surface roughness (irregularity) at the time of growing up in a GaN low-temperature deposit, i.e., a buffer layer, on silicon on sapphire by the MOVPE method

[Drawing 5] Drawing showing the SIMS analysis result of the residual impurity in the sample which used TMG and deposited the GaN buffer layer (a low-temperature deposit, 600 degrees C) and the GaN single crystal layer (an elevated-temperature deposit, 1030 degrees C) on silicon on sapphire

[Drawing 6] Drawing showing the low-temperature (16K) photoluminescence of the GaN single crystal deposited using TMG or TEG

[Drawing 7] Drawing showing the GaN single crystal thickness dependency of the full width at half maximum of the diffraction peak of the field (0002) observed using the X diffraction

[Drawing 8] Drawing showing the temperature profile and gas supply profile concerning an example 2 of this invention

[Drawing 9] Drawing having shown the full width at half maximum of the surface roughness of the GaN buffer layer deposited at 500 degrees C and 600 degrees C to heat treatment time amount, and (0002) the X diffraction peak of a field, respectively

[Description of Notations]

1 Silicon on Sapphire

2 GaN Buffer Layer

3 GaN Single Crystal Layer

[Translation done.]

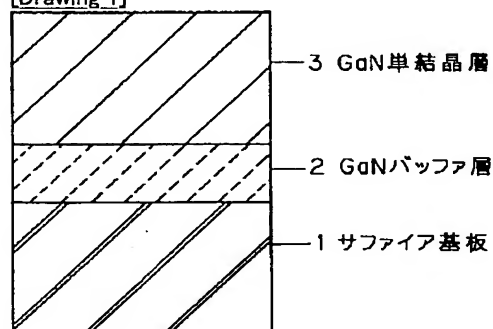
* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

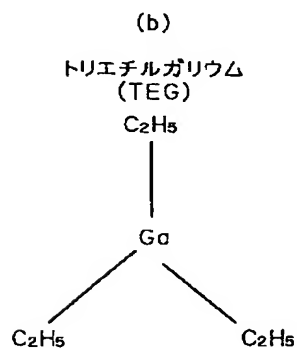
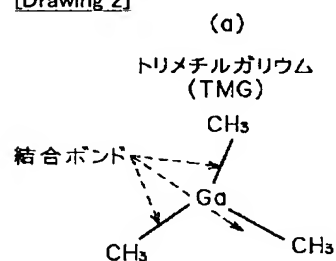
- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DRAWINGS

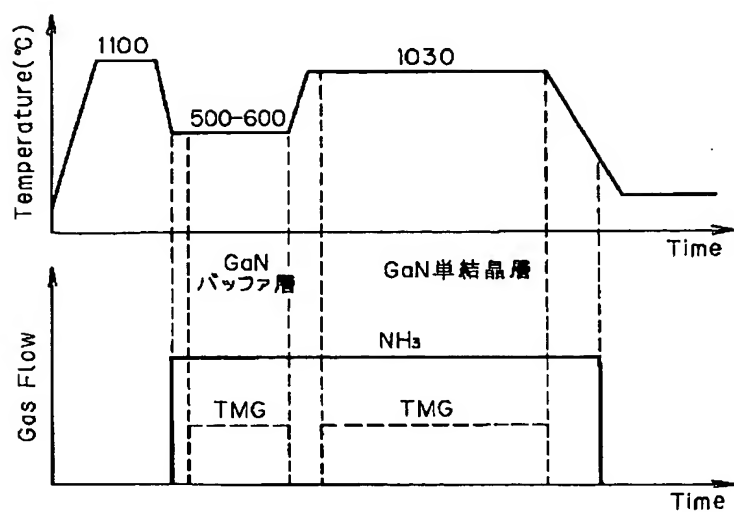
[Drawing 1]



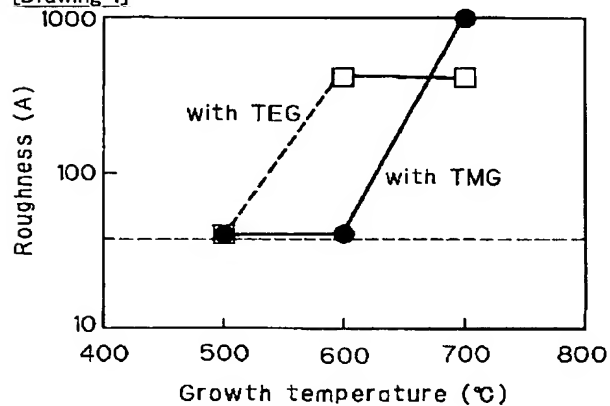
[Drawing 2]



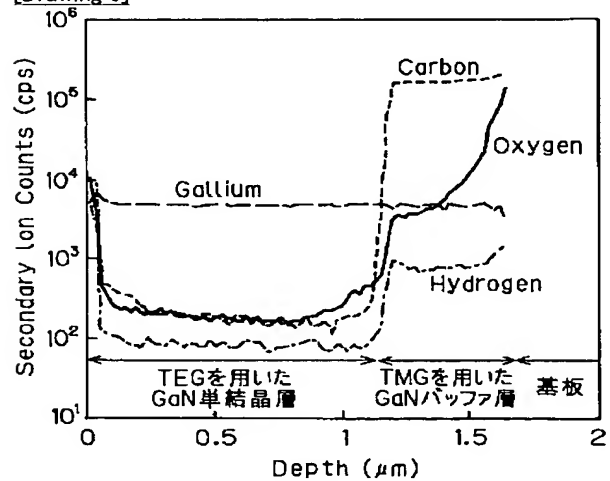
[Drawing 3]



[Drawing 4]

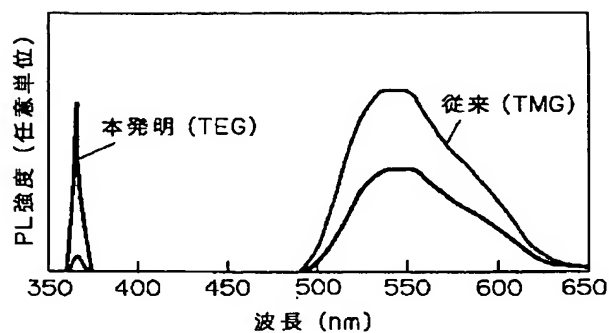


[Drawing 5]

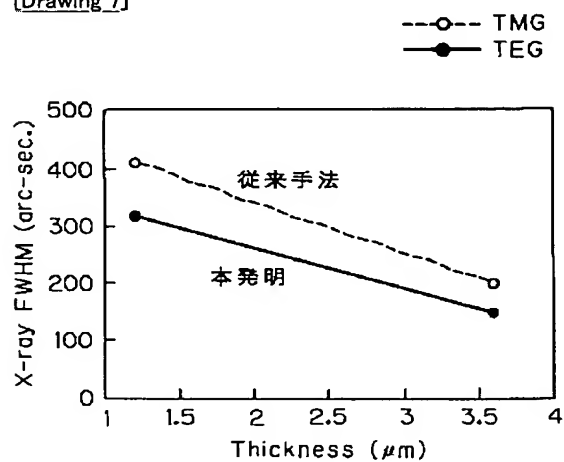


[Drawing 6]

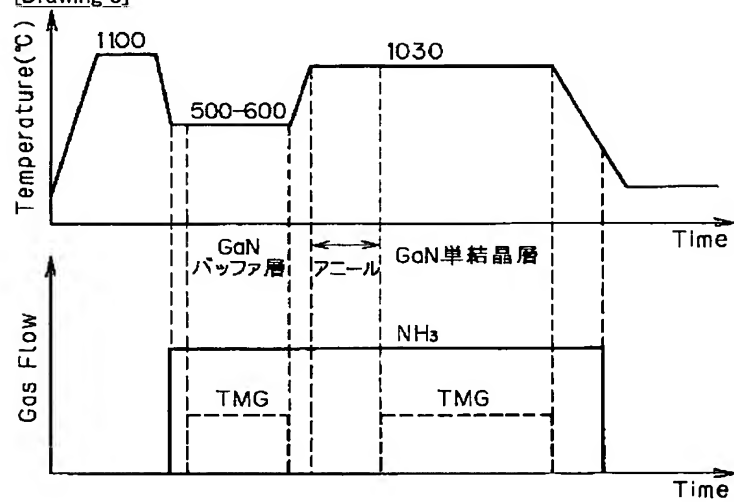
16K
He-Cd Laser 325nm励起



[Drawing 7]

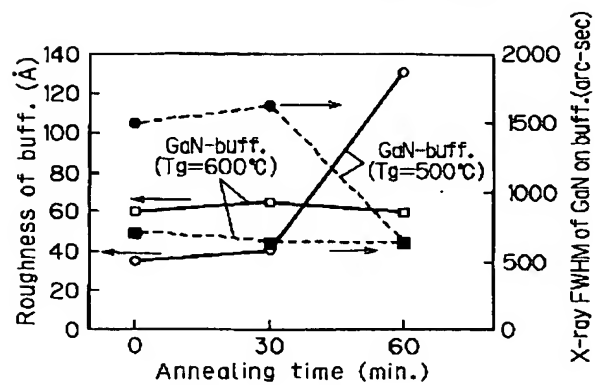


[Drawing 8]



[Drawing 9]

$\text{NH}_3 + \text{H}_2$ 70 Torr
 $T_g = 1030^\circ\text{C}$



[Translation done.]

2004/05/19

1. Amendment April 13, Heisei 13 (2001)

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CORRECTION OR AMENDMENT

[Kind of official gazette] Printing of amendment by the convention of 2 of Article 17 of Patent Law
[Section partition] The 2nd partition of the 7th section
[Publication date] April 13, Heisei 13 (2001. 4.13)

[Publication No.] JP,8-264899,A
[Date of Publication] October 11, Heisei 8 (1996. 10.11)
[Annual volume number] Open patent official report 8-2649
[Application number] Japanese Patent Application No. 7-66110
[The 7th edition of International Patent Classification]

H01S 5/30
H01L 33/00
// H01L 21/205

[FI]

H01S 3/18
H01L 33/00 C
21/205

[Procedure revision]
[Filing Date] May 29, Heisei 12 (2000. 5.29)
[Procedure amendment 1]
[Document to be Amended] Specification
[Item(s) to be Amended] Claim
[Method of Amendment] Modification
[Proposed Amendment]

[Claim(s)]

- [Claim 1] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by having the process which forms a semi-conductor layer, using triethylgallium as Ga material gas.
- [Claim 2] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by having the process which forms the 1st semi-conductor layer using Ga material gas, and the process which forms the 2nd semi-conductor layer using Ga material gas of a different class from said Ga material gas.
- [Claim 3] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor characterized by having the process which forms the 1st semi-conductor layer, using trimethylgallium as Ga material gas, and the process which forms the 2nd semi-conductor layer, using triethylgallium as Ga material gas.
- [Claim 4] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 3 characterized by the growth temperature of the 2nd semi-conductor layer being higher than the growth temperature of the 1st semi-conductor layer.
- [Claim 5] The manufacture approach of a gallium nitride system semi-conductor according to claim 3 that the 1st semi-conductor layer is characterized by a GaN low-temperature buffer layer and the 2nd semi-conductor layer being GaN system single crystal layers.
- [Claim 6] The gallium nitride system semi-conductor with which it is the gallium nitride system semi-conductor which has the 1st semi-conductor layer and the 2nd semi-conductor layer, and band edge luminescence reinforcement of said 2nd semi-conductor layer is characterized by being stronger than the band edge luminescence reinforcement of said 1st semi-conductor layer.
- [Claim 7] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 2 characterized by having a heat treatment process between the process which forms the 1st semi-conductor layer, and the process which forms the 2nd semi-conductor layer.
- [Claim 8] The manufacture approach of the gallium nitride system semi-conductor according to claim 7 characterized by including a nitrogen atom in the heat treatment controlled atmosphere in a heat treatment process.
- [Claim 9] The gallium nitride system semi-conductor according to claim 6 characterized by including In atom in the 2nd semi-conductor layer.
- [Claim 10] The gallium nitride system semi-conductor light emitting device to which it is the gallium nitride system semi-conductor light emitting device which has the 1st semi-conductor layer and the 2nd semi-conductor layer, and band edge luminescence reinforcement of said 2nd semi-conductor layer is characterized by being stronger than the band edge luminescence reinforcement of said 1st semi-conductor layer.

[Translation done.]